

(19)



JAPANESE PATENT OFFICE

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11) Publication number: **62070520 A**

(43) Date of publication of application: **01.04.87**

(51) Int. Cl

C21D 8/12

(21) Application number: **60207744**

(22) Date of filing: **21.09.85**

(71) Applicant: **KAWASAKI STEEL CORP**

(72) Inventor:
**IGUCHI MASAO
NISHIIKE UJIHIRO
KOBAYASHI YASUHIRO
SUZUKI KAZUHIRO**

(54) **MANUFACTURE OF ULTRALOW IRON LOSS
GRAIN ORIENTED SILICON STEEL SHEET**

(57) Abstract:

PURPOSE: To remarkably improve iron loss characteristic, by removing oxide on silicon steel sheet surface of a specified compsn., then covering vapor deposited layer of ³ one kind among Ti, Zr, Hf, V, Nb, Ta, Cr, Mo, Co, Ni, Al, B, Si and annealing the sheet in nonoxidizing atmosphere.

CONSTITUTION: Compsn. of silicon steel slab contains, by weight % <0.01C, 2W4 Si, 0.01W0.2 Mn, 0.005W0.06

acid soluble Al, 0.001W0.01 N. The slab is heated to 21,300°C and hot rolled to plate, next it is soaking annealed, then cold rolled in ³ one time to the final cold rolled sheet. Primary recrystallization annealing, then the final finish annealing are applied to develop Goss oriented secondary recrystallization grain thereafter oxide on steel sheet surface is removed. Next, vapor deposited layer of ³ one kind among Ti, Zr, Hf, V, Nb, Ta, Cr, Mo, Co, Ni, Al, B, Si is formed on steel sheet surface, then it is annealed in nonoxidizing atmosphere.

COPYRIGHT: (C)1987,JPO&Japio

⑬ Int.Cl.⁴

識別記号

庁内整理番号

⑭ 公開 昭和62年(1987)4月1日

C 21 D 8/12

8417-4K

審査請求 未請求 発明の数 1 (全7頁)

⑮ 発明の名称 超低鉄損一方向性けい素鋼板の製造方法

⑯ 特 願 昭60-207744

⑰ 出 願 昭60(1985)9月21日

⑱ 発 明 者	井 口	征 夫	千葉市川崎町1番地	川崎製鉄株式会社技術研究本部内
⑱ 発 明 者	西 池	氏 裕	千葉市川崎町1番地	川崎製鉄株式会社技術研究本部内
⑱ 発 明 者	小 林	康 宏	千葉市川崎町1番地	川崎製鉄株式会社技術研究本部内
⑱ 発 明 者	鈴 木	一 弘	千葉市川崎町1番地	川崎製鉄株式会社技術研究本部内
⑲ 出 願 人	川崎製鉄株式会社			神戸市中央区北本町通1丁目1番28号
⑳ 代 理 人	弁理士 杉村 暁秀			外1名

明 細 書

1. 発明の名称 超低鉄損一方向性けい素鋼板の製造方法

2. 特許請求の範囲

1. C:0.01wt%以下、

Si:2.0~4.0wt%、

Mn:0.01~0.2wt%、

sol Al:0.005~0.06wt% および

N:0.001~0.01wt%

を含有する組成になるけい素鋼スラブを、
1300℃以下の温度に加熱してから、熱間圧延を施して熱延板とし、ついで均一化焼鈍後、1回以上の冷延圧延を施して最終冷延板としたのち、1次再結晶焼鈍ついで最終仕上げ焼鈍を施してガス方位の2次再結晶粒を発達させ、その後鋼板表面上の酸化物を除去してから、鋼板表面上に、Ti, Zr, Hf, V, Nb, Ta, Cr, Mo, Co, Ni, Al, BおよびSiのうちから選んだ少なくとも一種の蒸着層を被成したのち、非酸化性雰囲気中で焼鈍を施すことを特徴とする、超

低鉄損一方向性けい素鋼板の製造方法。

2. 蒸着層を被成すべき最終仕上げ焼鈍済みの一方向性けい素鋼板が、酸化物の除去に引続く鏡面仕上げ工程を経たものである特許請求の範囲第1項記載の方法。

3. 発明の詳細な説明

(産業上の利用分野)

一方向性けい素鋼板の電気・磁気的特性の改善、なかでも、鉄損の低減に係わる極限的な要請を満たそうとする近年来の目覚ましい開発努力は、逐次その実を挙げつつあるが、その実施に伴う重大な弊害として、一方向性けい素鋼板の使用に当たっての加工、組立てを経たのち、いわゆるひずみ取り焼鈍がほどこされた場合に、特性劣化の随伴を不可避に生じて、用途についての制限を受ける不利が指摘される。

この明細書では、ひずみ取り焼鈍のような高温の熱履歴を経ると否とに拘わらず、上記要請を有利に充足し得る新たな方途を拓くことについての開発研究の成果に関連して以下に述べる。

さて一方向性けい素鋼板は、よく知られているとおり製品の2次再結晶粒を(110) (001)、すなわちゴス方位に、高度に集積させたもので、主として変圧器その他の電気機器の鉄心として使用され電気・磁気的特性として製品の磁束密度(B_{10} 値で代表される)が高く、鉄損(W_{1000} 値で代表される)の低いことが要求される。

この一方向性けい素鋼板は複雑多岐にわたる工程を経て製造されるが、今までにおびただしい発明・改善が加えられ、今日では板厚0.30mmの製品の磁気特性が B_{10} 1.90T以上、 W_{1000} 1.05W/kg以下、また板厚0.23mmの製品の磁気特性が B_{10} 1.89T以上、 W_{1000} 0.90W/kg以下の超低鉄損一方向性けい素鋼板が製造されるようになって来ている。

特に最近では省エネの見地から電力損失の低減を至上とする要請が著しく強まり、欧米では損失の少ない変圧器を作る場合に鉄損の減少分を金額に換算して変圧器価格に上積みする「ロス・エバリュエーション」(鉄損評価)制度が普及してい

る。

(従来の技術)

このような状況下において最近、一方向性けい素鋼板の仕上げ焼鈍後の鋼板表面に圧延方向にはほぼ直角方向でのレーザー照射により局部微小ひずみを導入して磁区を細分化し、もって鉄損を低下させることが提案された(特公昭57-2252号、特公昭57-53419号、特公昭58-26405号および特公昭58-26406号各公報参照)。

この磁区細分化技術はひずみ取り焼鈍を施さない、積鉄心向けトランス材料としては効果的であるが、ひずみ取り焼鈍を施す、主として巻鉄心トランス材料にあつては、レーザー照射によって折角に導入された局部微小ひずみが焼鈍処理により解放されて磁区幅が広がるため、レーザー照射効果が失われるという欠点がある。

一方これより先に特公昭52-24499号公報においては、一方向性けい素鋼板の仕上げ焼鈍後の鋼板表面を鏡面仕上げするか又はその鏡面仕上げ面上に金属薄めっきやさらにその上に絶縁被膜を塗布

焼付することによる、超低鉄損一方向性けい素鋼板の製造方法が提案されている。

しかしながらこの鏡面仕上げによる鉄損向上手法は、工程的に採用するには、著しいコストアップになる割りに鉄損低減への寄与が充分でない上、とくに鏡面仕上げ後に不可欠な絶縁被膜を塗布焼付した後の密着性に問題があるため、現在の製造工程において採用されるに至っていない。また特公昭56-4150号公報においても鋼板表面を鏡面仕上げした後、酸化物系セラミックス薄膜を蒸着する方法が提案されている。しかしながらこの方法も600℃以上の高温焼鈍を施すと鋼板とセラミックス層とが剥離するため、実際の製造工程では採用できない。

(発明が解決しようとする問題点)

発明者らは、上記した鏡面仕上げにより目指した鉄損向上の実効をより有利に引き出すに当たって、特に今日の省エネ材料開発の観点では上記のごときコストアップの不利を凌駕する特性、なかでも、高温処理での特性劣化を伴うことなくして

絶縁層の密着性、耐久性の問題を克服することが肝要と考え、この基本認識に立脚し、仕上げ焼鈍済みの方向性けい素鋼板表面上の酸化物を除去した後、研磨を施して鏡面状態にする場合も含め、該酸化物除去後における鋼板処理方法の抜本的な改善によってとくに有利な超低鉄損化を達成することが、この発明の目的である。

(問題点を解決するための手段)

さて発明者らは、上記の目的を達成すべく種々検討を加えた結果、C:0.01wt% (以下単に%で示す)以下、Si:2.0~4.0%、Mn:0.01~0.2%、sol Al:0.005~0.06% およびN:0.001~0.01%を含有する組成になるけい素鋼スラブを、1300℃以下の温度に加熱してから、熱間圧延を施して熱延板とし、ついで均一化焼鈍後、1回以上の冷延圧延を施して最終冷延板としたのち、1次再結晶焼鈍ついで最終仕上げ焼鈍を施してゴス方位の2次再結晶粒を発達させ、その後鋼板表面上の酸化物を除去してから、鋼板表面上に、Ti, Zr, Hf, V, Nb, Ta, Cr, Mo, Co, Ni, Al, BおよびSiのうちから選ん

だ少なくとも一種の蒸着層を被成したのち、非酸化性雰囲気中で焼鈍を施すことが、所期した目的の達成に極めて有効であることの知見を得て、この発明を完成させるに至ったのであります。

以下この発明の成功が導かれた具体的実験に従って説明を進める。

C : 0.005%、Si : 3.29%、Mn : 0.060%、sol Al : 0.030%およびN : 0.0060% を含有する組成になるけい素鋼スラブを、1250℃に加熱後熱間圧延を施して2.0 mm厚の熱延板とした。ついで1050℃で均一化焼鈍後、急冷処理を施した。その後300℃の温度で温間圧延を施しながら0.23 mm厚の最終冷延板としたのち、830℃で1次再結晶焼鈍を施した。

その後鋼板表面上に Al_2O_3 :70%、 MgO :25%、 ZrO_2 :5% から成る焼鈍分離剤をスラリー塗布してから、830℃から5℃/hの速度で1050℃まで昇温してガス方位の2次再結晶粒を発達させたのち、乾 H_2 中で1200℃、6時間の純化焼鈍を施した。

その後鋼板表面上の酸化物を酸洗により除去したのち、化学研磨により鏡面状態に仕上げた。つ

いで蒸着により0.8 μm 厚のTi薄層を被成させた。

その後さらに水素中で800℃、5時間の焼鈍を施したのち、1部の試料については水素と窒素または水素と窒素とメタンとの混合ガス中で800℃、4時間の焼鈍を施した。しかるのち鋼板表面にりん酸塩とコロイダルシリカを主成分とするコーティング処理を施して絶縁被膜を形成させた。

かくして得られた製品の磁気特性、鋼中C、N量および密着性について調べた結果を表1に示す。なお表1には比較のためTi薄層蒸着後の鋼板および通常の仕上げ焼鈍の後コーティング被膜を形成させた従来鋼板についての調査結果も併せて示す。

表 1

調 記 号	処 理 条 件	磁 気 特 性		鋼中C、N量		密着性* (mm)
		$B_{10}(T)$	$H_{10/100}(N/kg)$	C(ppm)	N(ppm)	
A	蒸着後のままの試料	1.93	0.84	16	15	40
B	蒸着後、800℃で5時間 H_2 焼鈍	1.93	0.79	10	8	30
C	蒸着後、800℃で5時間 H_2 焼鈍後、800℃で H_2 と N_2 ガス中で焼鈍	1.93	0.77	<10	<7	25
D	蒸着後、800℃で5時間 H_2 焼鈍後、800℃で H_2 と N_2 と CH_4 ガス中で焼鈍	1.94	0.76	<10	<7	25
E	従 来 材	1.93	0.94	17	15	30

* 180°曲げを行ってもはく離しない直径を示す。

表1から明らかなように、Tiを蒸着したままの鋼板Aは、磁気特性は従来材Eに比較してきわめて良好ではあるが、製品の密着性が極端に悪い。

これに対して蒸着後に H_2 焼鈍(鋼板B)あるいはその後さらに H_2 と N_2 との混合ガス焼鈍(鋼板C)または H_2 と N_2 と CH_4 との混合ガス焼鈍(鋼板D)では、磁気特性、および密着性とも良好であることが注目される。

またこれらの鋼板B、CおよびDはいずれも、鋼中のC、N量がそれぞれ $C \leq 10\text{ppm}$ および $N \leq 8\text{ppm}$ と焼鈍により高純化が達成されていることも注目される。

(作用)

上述したような出発素材を用いて高級一方向性けい素鋼板を製造する方法は、特公昭58-14852号公報および特開昭57-134519号公報に開示されているように、熱間加工時のスラブ加熱温度が非常に低い条件下で、磁束密度の高い製品を安価に得るところに特徴がある。

すなわち通常磁束密度の高い一方向性けい素鋼

板を製造するためには鋼板の2次再結晶粒をスラブ方位に揃えることが不可欠であり、そのために通常インヒビターと呼ばれる MnS 、 $MnSe$ 等の析出分散相を利用する方法が採用されていて、これら MnS あるいは $MnSe$ の析出分散相は高温のスラブ加熱を行って鋼中に溶解・固溶させた後熱延中に微細に析出させることを基本とするが、この点上記の製造方法は高温加熱を必要としない。

ところでかかる製造方法になる製品特性は、表1の中の従来材Eの磁気特性であって、磁束密度 B_{10} が1.93T、鉄損 W_{1000} が0.94W/kg程度にすぎない。

これに対してこの出発素材を用いて鏡面研磨後Tiを蒸着し、さらにその後 H_2 あるいは窒化または炭化雰囲気中(表1中のB、CおよびD条件)で焼鈍を施して得た製品では、鉄損および密着性共に良好で、かつ製品の高純化も達成されていることが注目される。

上に述べた磁気特性の向上は、鋼板表面にTiを蒸着し、ついで非酸化性雰囲気中で焼鈍を施すこ

とによって、鋼中のCやNの表面への拡散を促し、さらには雰囲気ガスからの浸炭および/または浸窒作用を加味することにより、鋼板表面にTiC、TiNおよびTi(C,N)からなる混合薄膜が形成され、かかる表面被膜が鋼板に対して効果的に張力を付与することによる。

また混合薄膜の形成に際して、鋼中のC、Nの拡散を利用して表面の蒸着金属と結合させて被膜を形成させるので、該被膜と鋼板との接合度が高まり、被膜密着性の一層の向上を図り得る。

次に、この発明の一方向性けい素鋼板の製造工程について一般的な説明を含めてより詳しく述べる。

まずこの発明において素材の成分組成を前記の範囲に限定した理由について説明する。

C : 0.01% 以下

Cは、0.01% 以下にして加熱を軽減するのがこの発明の特徴であり、高温スラブ加熱を行わないため熱延集合組織を制御する必要がなく、このためCは0.01% 以下の範囲に限定した。なお好まし

い下限は0.001%である。

Si : 2.0 ~ 4.0%

Siは、2.0%より少ないと電気抵抗が低く渦電流損失増大に基づく鉄損値の増大を招き、一方4.0%より多いと冷延の際にぜい性割れを生じ易くなるため、2.0 ~ 4.0%の範囲に限定した。

Mn : 0.01 ~ 0.2%

Mnは、一方向性けい素鋼板において析出分散相として MnS あるいは $MnSe$ を利用する場合はインヒビター形成元素として寄与するが、この発明ではインヒビターとして MnS や $MnSe$ を用いないのでMnの役割は加工性の改善のみであり、そのために0.01 ~ 0.2%の範囲で添加することとした。

sol Al : 0.005 ~ 0.06%

Alは、AlNをインヒビターとして利用するための重要な元素であり、効果的な1次粒成長抑制を行うには0.005 ~ 0.06%の範囲で添加する必要がある。

N : 0.001 ~ 0.01%

Nは、AlNのインヒビターの利用に用いられる

重要元素であり、前記Alとの兼合いから0.001 ~ 0.01% の範囲で含有させることとした。

その他一般的にインヒビターとして利用されているSb, Mo, Sn, Cu およびB等を少量添加してもよいが、添加する場合には0.5%以下に制限することが肝要である。

次にこの発明に従う一連の製造工程について具体的に説明する。

まず素材を溶製するためには、LD転炉、電気炉、平炉その他公知の製鋼炉を用いて行い得ることは勿論、真空処理、真空溶解を併用することができる。

次にこのように溶製されたけい素鋼の溶鋼は、連続鋳造法または造塊一分塊法によってスラブとされる。通常の一方方向性けい素鋼はMnSあるいはMnSeの解離固溶のため1350℃以上の高温に加熱されるが、この発明ではインヒビターとしてAlNを利用するのでその必要はなく1300℃以下の温度で加熱後公知の方法で熱間圧延に付される。熱延板の厚みは後続の冷延工程の支配を受けるが通常

1.2 ~ 3.0 mm厚程度とすることは有利である。

次に熱延板は900℃~1200℃の高温均一化焼鈍を施されるが、この焼鈍後急冷処理を施すことが好ましい。その後1回以上の冷間圧延が施されるが、この成分系では100℃~500℃の温間圧延を施すのが最適である。また2回以上の冷間圧延を施す場合、最終の圧下率は50%から85%の高压下とすることが望ましい。このときの最終冷延板厚は0.15~0.35mm厚程度である。

最終冷延を終わり製品板厚に仕上げた鋼板は表面脱脂後、750℃から850℃で1次再結晶焼鈍が施される。

その後は通常、鋼板表面にMgOを主成分とする焼鈍分離剤を塗布するが、この発明では、一般的には仕上げ焼鈍後の形成を不可欠としたいたフォルステライトをとくに形成させない方がその後の鋼板の鏡面処理を簡便にするのに有効であるので、焼鈍分離剤として Al_2O_3 , ZrO_2 , TiO_2 等を50%以上MgOに混入して使用するのが好ましい。

その後2次再結晶焼鈍を行うが、この工程は

{110}<001>方位の2次再結晶粒を充分発達させるために施されるもので、通常箱焼鈍によって直ちに1000℃以上に昇温し、その温度に保持することによって行われる。

この場合{110}<001>方位に、高度に揃った2次再結晶粒組織を発達させるためには820℃から900℃の低温で保定焼鈍する方が有利であり、そのほか例えば0.5~15℃/hの昇温速度の徐熱焼鈍でもよい。

2次再結晶焼鈍後の純化焼鈍は、乾水素中で1100℃以上で1~20時間にわたって焼鈍を行うことにより、鋼板の純化を達成することが必要である。

この純化焼鈍後に鋼板表面のフォルステライト被膜ないし酸化物被膜を公知の酸洗などの化学的除去法や切削、研削などの機械的除去法又はそれらの組合わせによって除去する。

この酸化物除去処理の後、化学研磨、電解研磨などの化学的研磨や、バフ研磨などの機械的研磨あるいはそれらの組合わせなど従来の手法により

鋼板表面を鏡面状態つまり中心線平均粗さ0.4 μm以下に仕上げることは有利である。

ついでこの発明では、酸化物除去後またさらには鏡面研磨後の鋼板表面に、Ti, Zr, Hf, V, Nb, Ta, Cr, Mo, W, Mn, Co, Ni, Al, B およびSiのうちから選んだ少なくとも1種を、真空蒸着、スパッタリング、イオンプレーティングあるいはめっき法など公知の手法によって0.1~2 μm程度の厚みに蒸着するのである。

ついでこの発明では、かような蒸着層付き鋼板を非酸化性雰囲気中で好適には500~1000℃の温度範囲において焼鈍処理することを必須条件とする。

ここに非酸化性雰囲気としては、次のものがとりわけ有利に適合する。

i) H_2 ガスやArガス

これらのガス雰囲気中で焼鈍を施すことにより鋼板中のCやNの表面への拡散が促され、混合薄膜が有利に形成される。

ii) 炭化性ガスおよび/または窒化性ガス

ここに炭化性ガスとしては、 CH_4 や C_2H_2 などの炭化水素系ガスおよび CO ガス、さらにはこれらのガスと H_2 ガスや Ar ガスとの混合ガスが、一方還元性ガスとしては、 H_2 ガスや NH_3 ガスならびにこれらのガスと H_2 ガスや Ar ガスとの混合ガスがそれぞれ有利に適合し、かようなガス雰囲気下に焼鈍を施すことによって、鋼中 C 、 N の表面への拡散が促進されると共に、雰囲気ガスからの浸炭および/または浸窒作用が加味されることにより、混合薄膜が効果的に形成されるのである。

さらにこのようにして形成した極薄強力被膜上に、りん酸塩とコロイダルシリカを主成分とする絶縁被膜の塗布焼付を行うことが、100 万 kVA にも上る大容量トランスの用途においては当然に必要であり、この絶縁性塗布焼付層の形成の如きは、従来公知の手法をそのまま用いることができる。

(実施例)

実施例 1

C : 0.004%、 Si : 3.39%、 Mn : 0.069%、 Al : 0.025% および N : 0.0080% を含有する組成になる

0.029% および N : 0.0072% を含有する組成になるけい素鋼スラブを、1260℃で加熱後、熱間圧延を施して1.6 mm厚の熱延板とした。ついで1050℃で3分間の均一化焼鈍後、急冷処理を行ったのち、300℃で温間圧延を施して0.23 mm厚の最終冷延板とした。その後850℃で3分間の1次再結晶焼鈍を施したのち、 Al_2O_3 : 70%、 MgO : 30% を主成分とする焼鈍分離剤スラリーを塗布した。

ついで850℃から10℃/hで1050℃まで昇温して2次再結晶させたのち、さらに乾水素中で1250℃で、3時間の純化焼鈍を施した。その後軽酸洗により鋼板表面上の酸化物を除去し、ついで電解研磨により鋼板表面を鏡面状態に仕上げたのち、この鏡面仕上げ表面上に、 Ti 、 Zr 、 V 、 Nb 、 Ta 、 Cr 、 Mo 、 W 、 Mn 、 Ni 、 Co 、 Al 、 B および Si をそれぞれ、スパッタリング (△印)、イオンプレーティング (○印) 及び真空蒸着 (無印) により約1 μm 厚の蒸着層を被成した。

その後 H_2 ガス、($\text{H}_2 + \text{N}_2$) ガス、($\text{H}_2 + \text{N}_2 + \text{CH}_4$) ガス、($\text{H}_2 + \text{Ar} + \text{N}_2$) ガス、($\text{H}_2 + \text{CH}_4$) ガス中において、

けい素鋼スラブを、1230℃で加熱後、熱間圧延を施して1.5 mm厚の熱延板とした。ついで1050℃で3分間の均一化焼鈍後、急冷処理を行ったのち、350℃で温間圧延を施して0.20 mm厚の最終冷延板とした。その後860℃で4分間の1次再結晶焼鈍を施したのち、 Al_2O_3 : 70%、 MgO : 30% を主成分とする焼鈍分離剤スラリーを塗布した。

ついで850℃から10℃/hで1050℃まで昇温して2次再結晶させたのち、さらに乾水素中で1200℃で、10時間の純化焼鈍を施した。その後軽酸洗により鋼板表面上の酸化物を除去し、ついで電解研磨により鋼板表面を鏡面状態に仕上げたのち、真空蒸着により約0.7 μm 厚の Ti 薄層を被成させた。

その後 H_2 (50%) と N_2 (50%) の混合ガス中で850℃で、5時間の焼鈍を施した。

かくして得られた製品の磁気特性は次のとおりであった。

B_{100} : 1.94T、 W_{1700} : 0.62W/kg

実施例 2

C : 0.006%、 Si : 3.36%、 Mn : 0.076%、 Al :

800℃で5時間の焼鈍を施した。なお1部の試料については、 H_2 ガス中での焼鈍後さらに($\text{H}_2 + \text{N}_2$) ガスまたは($\text{H}_2 + \text{N}_2 + \text{CH}_4$) ガス中で800℃で、4時間の焼鈍を施した。

しかるのちりん酸塩とコロイダルシリカを主成分とするコーティング処理液を塗布、焼付けて絶縁被膜を形成させた。

かくして得られた各製品板の磁気特性、鋼中 C 、 N 量および密着性について調べた結果を表2にまとめて示す。

表 2

番号	付着物	処 理 条 件	磁 気 特 性		鋼 中 C , N		密着性* (mm)
			$B_{10}(T)$	$W_{17/50}(W/kg)$	C(ppm)	N(ppm)	
(1)	Ti (Δ)	800℃で5h, H_2 焼鈍	1.94	0.79	10	<7	25
		800℃で5h, H_2 焼鈍後、800℃で4h, $CH_4 + H_2 + H_2$ 焼鈍	1.94	0.76	<10	<7	25
(2)	Zr	800℃で5h, H_2 焼鈍	1.93	0.81	<10	<7	25
		800℃で5h, H_2 焼鈍後、800℃で4h, $H_2 + H_2$ 焼鈍	1.93	0.80	<10	<7	25
(3)	V	800℃で5h, H_2 焼鈍	1.93	0.76	<10	8	25
(4)	Nb	800℃で5h, $H_2 + H_2$ 焼鈍	1.93	0.77	10	<7	25
(5)	Ta	800℃で5h, $H_2 + H_2 + CH_4$ 焼鈍	1.93	0.78	10	<7	25
(6)	Cr(6)	800℃で5h, $H_2 + Ar + H_2$ 焼鈍	1.94	0.75	<10	<7	20
(7)	Mo	800℃で5h, H_2 焼鈍後、800℃で4h, $CH_4 + H_2 + H_2$ 焼鈍	1.93	0.81	<10	<7	25
(8)	W	800℃で5h, H_2 焼鈍	1.93	0.75	<10	<7	25
(9)	Mn	800℃で5h, $H_2 + H_2$ 焼鈍	1.94	0.76	<10	<7	25
(10)	Ni	800℃で5h, $H_2 + CH_4$ 焼鈍	1.93	0.77	<10	<7	25
(11)	Co	800℃で5h, H_2 焼鈍後、800℃で4h, $H_2 + CH_4 + H_2$ 焼鈍	1.94	0.76	<10	<7	25
(12)	Al	800℃で5h, $H_2 + H_2$ 焼鈍	1.94	0.78	<10	<7	25
(13)	B	800℃で5h, $H_2 + H_2$ 焼鈍	1.94	0.81	<10	<7	25
(14)	Si	800℃で5h, $H_2 + H_2$ 焼鈍	1.94	0.79	<10	<7	25

* 180°曲げを行ってもはく離しない直径を示す。

表2に示した成績から明らかなように、この発明に従い得られた一方向性けい素鋼板はいずれも、 $B_{10} \geq 1.93T$ 、 $W_{17/50} \leq 0.81W/kg$ という優れた磁気特性を呈しただけでなく、密着性も良好であった。

(発明の効果)

かくしてこの発明によれば、巻鉄心向けトランス材料としての用途におけるような高温でのひずみ取り焼鈍の如き高温処理の適用の有無にかかわらず、磁束密度および鉄損特性の大幅な改善を被膜密着性の向上に併せて実現することができる。

特許出願人 川崎製鉄株式会社

代理人弁理士 杉 村 曉 秀

同 弁理士 杉 村 興 作